



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2001226741 A**(43) Date of publication of application: **21.08.01**

(51) Int. Cl. **C22C 38/00**
C21D 9/46
C22C 38/14
C22C 38/58

(21) Application number: **2000036757**(22) Date of filing: **15.02.00**(71) Applicant: **KAWASAKI STEEL CORP**

(72) Inventor: **KAWABE HIDENAO**
SHIMZU TETSUO
FURUKIMI OSAMU

(54) **HIGH STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET
 EXCELLENT IN STRETCH FLANGING
 WORKABILITY AND PRODUCING METHOD
 THEREFOR**

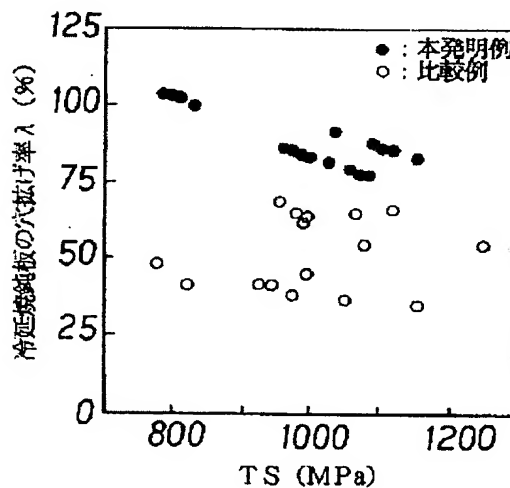
rate of 40 to <100°C/s to form a structure composed of fine bainite with the average crystal grain size of 5.0 μm or less as the main phase.

COPYRIGHT: (C)2001,JPO

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high strength cold rolled steel sheet having tensile strength of 780 MPa or more and excellent in a balance of strength-stretch and a balance of strength-hole expanding ratio as well and to provide a producing method therefor.

SOLUTION: A steel stock having a composition containing 0.05 to 0.15% C, 2.5 to 3.5% Mn, 0.001 to <0.05% Ti and 0.005 to 0.08% Nb is reheated at 1050 to 1250°C and is subjected to hot rolling so as to control finishing temperature FDT in finish rolling to 850 to 950°C, with in 0.5 sec after the completion of the hot rolling, rapid cooling is started, the same is coiled at 350 to 550°C into a hot rolled sheet, after that, the sheet is subjected to cold rolling, is subjected to continuous annealing at the annealing temperature of (Ac3 transformation point) to (Ac3 transformation point +100°C) and is next rapidly cooled to the temperature range of 200 to 400°C at a cooling



(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2001-226741

(P2001-226741A)

(43)公開日 平成13年 8月21日 (2001. 8. 21)

(51)Int.Cl.⁷

識別記号

F I

テーマコード(参考)

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C 38/00

3 0 1 S 4 K 0 3 7

C 2 1 D 9/46

C 2 1 D 9/46

G

C 2 2 C 38/14

C 2 2 C 38/14

38/58

38/58

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 11 頁)

(21)出願番号

特願2000-36757(P2000-36757)

(22)出願日

平成12年 2月15日 (2000. 2. 15)

(71)出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通 1 丁目 1 番28号

(72)発明者 川邊 英尚

千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 清水 哲雄

千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74)代理人 100099531

弁理士 小林 英一

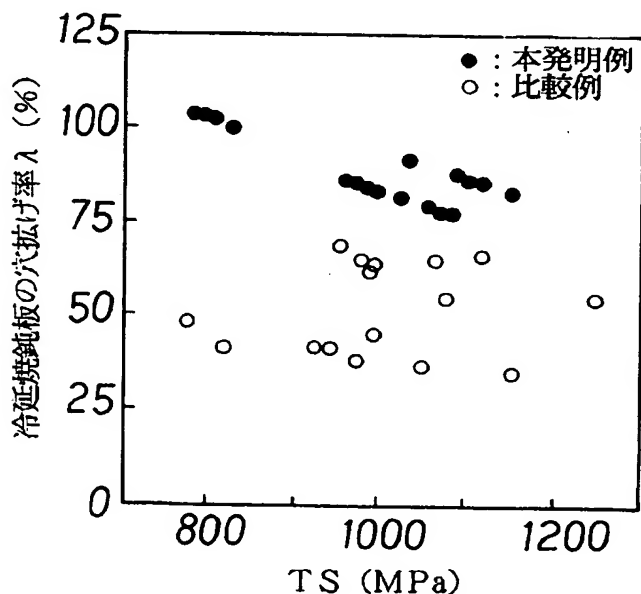
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 伸びフランジ加工性に優れた高強度冷延鋼板およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】 引張強さ780MPa以上を有し、強度-伸びバランス、さらに強度-穴拡張率バランスに優れた高強度冷延鋼板およびその製造方法を提案する。

【解決手段】 C:0.05~0.15%、Mn:2.5~3.5%、Ti:0.001%以上0.05%未満、Nb:0.005~0.08%を含有する組成の鋼素材を、1050~1250℃の温度に再加熱したのち、仕上げ圧延終了温度FDTを850~950℃とする熱間圧延を施し、該熱間圧延終了後0.5秒以内に急冷を開始し、350~550℃で巻き取り熱延板としたのち、冷間圧延を施し、(Ac3変態点)~(Ac3変態点+100℃)の焼鈍温度で連続焼鈍を施し、ついで40℃/s以上100℃/s未満の冷却速度で200~400℃の温度域まで急冷して、平均結晶粒径5.0μm以下の微細ベイナイトを主相とする組織とする。



【特許請求の範囲】

【請求項 1】 質量%で、

C : 0.05~0.15%、 Si : 0.05~0.50%、
 Mn : 2.5 ~3.5 %、 P : 0.02%以下、
 S : 0.0035%以下、 Al : 0.1 %以下、
 Ti : 0.001 %以上0.05%未満、 Nb : 0.005 ~0.08%
 を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成を有し、かつ平均結晶粒径 $5.0 \mu\text{m}$ 以下の微細ベイナイトを80%以上の分率で含む組織を有し、引張強さが780MPa以上で、かつ強度-伸びバランス $TS \times E1$ が $19000\text{MPa}\%$ 以上、強度-穴抜け率バランス $TS \times \lambda$ が $74000 \text{MPa}\%$ 以上であることを特徴とする伸びフランジ加工性に優れた高強度冷延鋼板。

【請求項 2】 前記組成に加えさらに、質量%で、下記A群およびB群のうちから選ばれた1群または2群を含有することを特徴とする請求項 1 に記載の伸びフランジ加工性に優れた高強度冷延鋼板。

記

A 群 : Cr : 0.01~0.5 %、Cu : 0.01~1.0 %、Ni : 0.01~1.0 %、Mo : 0.01~1.0 %、V : 0.01~0.3 %、Zr : 0.01~0.3 %、B : 0.0001~0.005 %のうちの1種または2種以上、

B 群 : Ca : 0.0001~0.005 %、REM : 0.0001~0.005 %のうちの1種または2種

【請求項 3】 質量%で、

C : 0.05~0.15%、 Si : 0.05~0.50%、
 Mn : 2.5 ~3.5 %、 P : 0.02%以下、
 S : 0.0035%以下、 Al : 0.1 %以下、
 Ti : 0.001 %以上0.05%未満、 Nb : 0.005 ~0.08%
 を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成を有する鋼素材を、1050~1250℃の温度に再加熱するか、あるいは1050~1250℃の温度になってから、仕上げ圧延終了温度FDTを850~950℃とする熱間圧延を施し、該熱間圧延終了後0.5秒以内に冷却を開始し、30℃/s以上の冷却速度で冷却し、350~550℃で巻き取り熱延板とし、ついで該熱延板に冷間圧延を施し冷延板としたのち、該冷延板に(Ac3変態点)~(Ac3変態点+100℃)の範囲の焼鈍温度で連続焼鈍を施し、該焼鈍温度から40℃/s以上100℃/s未満の冷却速度で200~400℃の温度域まで急冷することを特徴とする伸びフランジ加工性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項 4】 前記組成に加えてさらに、質量%で、下記A群およびB群のうちから選ばれた1群または2群を含有することを特徴とする請求項 3 に記載の伸びフランジ加工性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

記

A 群 : Cr : 0.01~0.5 %、Cu : 0.01~1.0 %、Ni : 0.01~1.0 %、Mo : 0.01~1.0 %、V : 0.01~0.3 %、Zr : 0.01~0.3 %、B : 0.0001~0.005 %のうちの1種または2種以上、

B 群 : Ca : 0.0001~0.005 %、REM : 0.0001~0.005 %のうちの1種または2種

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車部品のうち、自動車の対衝突安全性の向上を目的として使用されるドアインパクトビーム、バンパー等の部品に用いて好適な引張強さが780MPa以上の高強度冷延鋼板に係り、とくに、延性、伸びフランジ加工性の改善に関する。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車の安全性向上および車体重量の軽量化のため、自動車部品への高強度薄鋼板の使用が強く要望されている。とくに、衝突時にキャビンの変形を抑制するために使用されるバンパー部品やインパクトビーム等に使用する鋼板には、590MPaを超える高強度が従来からも要求されている。さらに、高強度化による薄肉化の要望を達成するためには、引張強さが780MPa以上を有する鋼板が要望されている。また、バンパー部品やドアインパクトビーム等に使用する鋼板には、高強度を有することに加えてさらに延性、曲げ成形性、伸びフランジ加工性等の加工性に優れることが求められている。

【0003】従来から、鋼の強化機構として、加工強化、組織強化、析出強化等が広く知られている。これらの強化機構により、強度は容易に増加するが、しかし、強度の増加に伴い延性が低下し、加工性が劣化する。高強度になればなるほど、加工性の劣化は著しくなる。このような加工性の劣化を防止した高張力鋼板として、フェライトを主相とし、マルテンサイト、ベイナイト等を第2相とする複合組織鋼板(デュアルフェーズ鋼板)が提案されている。例えば、特開平4-236741号公報には、フェライトを主相とする複合組織を有し、引張強さ80kgf/mm²(780MPa)以上でかつ降伏比が60%以下を有する溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。しかし、特開平4-236741号公報に示された鋼板は、強度(TS)-伸び(EI)バランス(TS×EI)が17000~25000MPa%と優れた加工性を有しているが、強度(TS)-穴抜け率(λ)バランスがかならずしも十分ではなく、最近の自動車部品用鋼材への要求値に比べ不十分であるという問題があった。これは、組織的不均一や、硬質相と軟質相の局部的混在などのため、穴抜け試験時に亀裂の起点となる場所が多数存在し、穴抜け率が低下し、伸びフランジ加工性が十分でなかったものと考えられる。

【0004】また、特開平4-235253号公報には、引張強さ100kgf/mm²(980MPa)以上、降伏比80%以上を有する超高張力冷延鋼板が開示されている。この鋼板は、重量%で、C : 0.10~0.20%、Si : 0.20%以下、Mn : 2.0~3.5 %、Cr : 0.20~1.00%、Nb : 0.005~0.050 %、B : 0.0003~0.0020%、Al : 0.020~0.100 %を含有し、さらにP、S、N量を制限し、組織が残留オーステ

ナイト5～15%を含むベイナイト主体の組織を有する冷延鋼板である。この鋼板は、鋼素材を1200℃以上に加熱し、800℃以上の温度で仕上げ圧延を行ったのち、750～550℃で巻き取り、その後、40%以上の圧下率で冷間圧延し、800～900℃で20～300sの均熱を行う連続焼鈍と、その後の450～300℃までの急冷と、その後の徐冷とを施すことにより製造される。しかしながら、特開平4-235253号公報に記載された鋼板は、伸びが低く、現状の自動車部品用鋼材への要求値を満足するに足る十分な加工性を有しているとはいえない。

【0005】また、特開平7-188767号公報には、伸びフランジ性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法が開示されている。この技術は、重量%で、C:0.03～0.10%、Si:0.3～1.0%、Mn:1.6～3.0%含有し、あるいはさらにTi、Nb、Bのうちの少なくとも1種を含有する鋼を熱間圧延と冷間圧延により鋼板としたのち、この鋼板をA₃変態点以上900℃以下で焼鈍し、600℃以上の温度から100～500℃/秒の冷却速度で200～300℃まで急冷し、続いて200～400℃で保温または再加熱して、ベイナイト主体の組織を有し引張強さ780MPa以上の伸びフランジ性に優れた高強度冷延鋼板を得るというものである。しかしながら、特開平7-188767号公報に記載された技術で製造された鋼板は、強度－伸びバランス(TS×EI)が14000～17000MPa%程度であり、現状の自動車部品用鋼材への要求値を満足するに足る十分な加工性を有しているとはいえない。

【0006】また、特開平10-237547号公報には、高延性高強度冷延鋼板が開示されている。この鋼板は、重量%で、C:0.08～0.30%、Si:0.1～2.5%、Mn:0.5～2.5%含有し、さらにCa:0.0010～0.0100%を含み、組織が低温変態生成物または40%以上の低温変態生成物および残部フェライトからなる冷延鋼板であり、低温変態生成物の硬さを規定している。この鋼板は、冷間圧延されたのち、A_{c1}変態点以上の温度で再結晶焼鈍し、ついで強制空冷し、450～800℃の温度域から100℃/秒以上で焼入れし、200～450℃で過時効処理を施すことにより製造される。しかしながら、特開平10-237547号公報に記載された鋼板は、強度(TS)－穴抜け率(λ)(TS×λ)バランスが65000MPa%以下程度と穴抜け加工性が低く、現状の自動車部品用鋼材への要求値を満足するに足る十分な加工性を有しているとはいえない。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記した従来技術の問題を解決し、引張強さ780MPa以上を有し、強度－伸びバランス、さらに強度－穴抜け率バランスに優れ、伸びフランジ加工性に優れた高強度冷延鋼板およびその製造方法を提案することを目的とする。なお、本発明鋼板では、強度－伸びバランスの目標値は、TS×EIが19000MPa%以上、伸びフランジ加工性の指標の一つである強度－穴抜け率バランスの目標値は、TS×λが74000M

Pa%以上とした。なお、λは穴抜け率(%)である。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記した課題を達成するべく、鋼成分、製造条件、金属組織等の観点から鋭意考究を重ねた。その結果、鋼成分と製造条件を適正範囲に調整し、冷間圧延前の組織を均一微細化したうえで、さらに冷延焼鈍条件を調整することにより平均結晶粒径5.0μm以下の微細なベイナイトを主相とする組織を得ることができ、これにより、加工時の割れの発生起点が減少し、強度レベルを低下することなく、従来にない高い強度－伸びバランスと強度－穴抜け率バランスとを有し、優れた伸びフランジ加工性を有する高強度鋼板となり、プレス成形性の改善が図れることを知見した。

【0009】本発明は、上記した知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものである。すなわち、本発明は、質量%で、C:0.05～0.15%、Si:0.05～0.50%、Mn:2.5～3.5%、P:0.02%以下、S:0.0035%以下、Al:0.1%以下、Ti:0.001%以上0.05%未満、Nb:0.005～0.08%を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有し、かつ平均結晶粒径5.0μm以下の微細ベイナイトを80%以上の分率で含む組織を有し、引張強さ780MPa以上で、かつ強度－伸びバランスTS×EIが19000MPa%以上、強度－穴抜け率バランスTS×λが74000MPa%以上であることを特徴とする伸びフランジ加工性に優れた高強度冷延鋼板であり、また、本発明では、前記組成に加えさらに、質量%で、次A群およびB群
A群:Cr:0.01～0.5%、Cu:0.01～1.0%、Ni:0.01～1.0%、Mo:0.01～1.0%、V:0.01～0.3%、Zr:0.01～0.3%、B:0.0001～0.005%のうちの1種または2種以上、
B群:Ca:0.0001～0.005%、REM:0.0001～0.005%のうちの1種または2種のうちから選ばれた1群または2群を含有することが好ましい。

【0010】また、第2の本発明は、質量%で、C:0.05～0.15%、Si:0.05～0.50%、Mn:2.5～3.5%、P:0.02%以下、S:0.0035%以下、Al:0.1%以下、Ti:0.001%以上0.05%未満、Nb:0.005～0.08%を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する鋼素材を、1050～1250℃の温度に再加熱するか、あるいは1050～1250℃の温度になってから、仕上げ圧延終了温度FDTを850～950℃とする熱間圧延を施し、該熱間圧延終了後0.5秒以内に冷却を開始し、30℃/s以上の冷却速度で冷却し、350～550℃で巻き取り熱延板とし、ついで該熱延板に冷間圧延を施し冷延板としたのち、該冷延板に(A_{c3}変態点)～(A_{c3}変態点+100℃)の範囲の焼鈍温度で連続焼鈍を施し、該焼鈍温度から40℃/s以上100℃/s未満の冷却速度で200～400

℃の温度域まで急冷することを特徴とする伸びフランジ加工性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法であり、また、第2の本発明では、前記組成に加えてさらに、質量%

A群:Cr:0.01~0.5%, Cu:0.01~1.0%, Ni:0.01~1.0%, Mo:0.01~1.0%, V:0.01~0.3%, Zr:0.01~0.3%, B:0.0001~0.005%のうちの1種または2種以上、

B群:Ca:0.0001~0.005%, REM:0.0001~0.005%のうちの1種または2種のうちから選ばれた1群または2群を含有してもよい。

【0011】

【発明の実施の形態】まず、本発明の高強度冷延鋼板の化学成分の限定理由について説明する。なお、以下、質量%は特に断らないかぎり単に%と記す。

C:0.05~0.15%

Cは、オーステナイト安定化元素であり、低温変態相を利用して鋼を強化する変態組織強化に有効に作用する。引張強さ780MPa以上を得るためには、少なくとも0.05%の含有を必要とする。一方、0.15%を超えて含有すると、溶接性、加工性が劣化する。このため、Cは0.05~0.15%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.07~0.10%未満である。

【0012】Si:0.05~0.50%

Siは、強度向上に寄与する元素であり、本発明では0.05%以上の含有を必要とする。一方、0.50%を超えて含有すると、フェライト変態が促進され、所望の量の低温変態相が形成されず、強度が不足する。このため、Siは0.05~0.50%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.10~0.30%未満である。

【0013】Mn:2.5~3.5%

Mnは、Sと結合し、Sによる熱間割れを防止する有効な元素であり、含有するS量に応じ添加する。また、MnはAr₃変態点を低下させる作用を通し、結晶粒の微細化に寄与し、強度-伸びバランスを高める。さらに、Mnは鋼の焼入れ性を向上させ、とくに冷延焼鈍の冷却過程で、フェライト、パーライトの生成を抑制し、組織を安定的にベイナイト相を主とする組織にし、鋼を顕著に高強度化する。このような効果は、2.5%以上の含有で認められるが、3.5%を超えて含有しても効果が飽和する。このため、Mnは2.5~3.5%の範囲に限定した。なお、好ましくは3.10~3.40%である。

【0014】P:0.02%以下

Pは、鋼中に蓄積された水素に起因する水素脆化や遅れ破壊を防止する作用を有している。しかし、過多に含有すると、組織の不均一をもたらすうえ、鋳造時の凝固偏析が顕著となり、内部割れや加工性の劣化を生じる。このため、Pは0.02%以下に限定した。なお、好ましくは0.005~0.015%である。

【0015】S:0.0035%以下

Sは、鋼中では硫化物として存在し、応力集中源となり、伸びフランジ加工性等の加工性を低下する。このため、Sはできるだけ低減するのが望ましいが、0.0035%以下であれば、本発明が目的とするような高強度材でも穴抜き加工性に悪影響を及ぼさない。このようなことから、Sは0.0035%以下に限定した。なお、好ましくは0.0020%以下である。

【0016】Al:0.1%以下

Alは、脱酸剤として作用し、さらにTi、Nb等の炭窒化物形成元素の歩留りを向上させるとともに、結晶粒を微細化する元素であるが、0.1%を超える含有は、酸化物系介在物を増加させ清浄度を低下させ、表面性状、加工性を劣化させる。このため、Alは0.1%以下に限定した。

【0017】Ti:0.001%以上0.05%未満

Tiは、本発明ではNbとともに重要な元素の一つであり、Nbとの複合添加により析出物の存在形態、再結晶温度に影響し組織の均一微細化に有効に作用する。また、Tiは、Nbと併用するとフェライト変態を抑制してフェライト生成の最小冷却速度が小さくなり、焼入れ性が向上する。このため、冷延焼鈍後の冷却過程でベイナイト組織が得やすくなるという効果もある。このような効果は、Nbと併用することにより、0.001%以上の含有で認められる。一方、0.05%以上を含有してもその効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できないため、経済的に不利となる。このため、Tiは0.001%以上0.05%未満の範囲に限定した。なお、好ましくは0.01~0.03%である。

【0018】Nb:0.005~0.08%

Nbは、NbCとして析出し、Tiと併用することにより析出物の存在形態、再結晶温度に影響し組織の均一微細化に有効に作用する。さらに、Nbはフェライト-パーライトの生成を抑制してベイナイトを主とする組織の形成を容易にし、高強度にもかかわらず延性、穴抜き加工性を向上させる効果を有している。このような効果は0.005%以上の含有で認められるが、0.08%を超えて含有すると、鋼中に硬質な析出物が多量形成され伸びフランジ性が低下する。このため、Nbは0.005~0.08%の範囲とした。なお、好ましくは0.03~0.07%である。

【0019】上記した成分に加えて、本発明では、さらに次A群およびB群のうちから選ばれた1群または2群に含まれる元素を必要に応じ含有できる。

A群:Cr:0.01~0.5%, Cu:0.01~1.0%, Ni:0.01~1.0%, Mo:0.01~1.0%, V:0.01~0.3%, Zr:0.01~0.3%, B:0.0001~0.005%のうちの1種または2種以上、Cr、Cu、Ni、Mo、V、Zr、Bはいずれも、鋼の強度を増加させる元素であり、これら元素のうちの1種または2種以上を選択して含有できる。

【0020】Cr、Cu、Ni、Moは、伸びの低下を比較的小さく抑えたうえで鋼の強度を増加させるのに有効な元素であり、0.01%の含有で効果が認められる。なお、Crは

0.5%を、Cu、Ni、Moは1.0%を超えて含有しても効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できない。このため、Crは0.01~0.5%、Cuは0.01~1.0%、Niは0.01~1.0%、Moは0.01~1.0%の範囲とするのが好ましい。なお、より好ましくはCrは0.1~0.3%、Cuは0.1~0.5%、Niは0.1~0.5%、Moは0.1~0.5%である。

【0021】V、Zrは、鋼の強度を増加させるとともに、局部伸びを向上させる元素である。このような効果は、それぞれ0.01%以上の含有で認められるが、それぞれ0.3%を超えて含有しても効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できない。このため、V、Zrはそれぞれ0.01~0.3%の範囲とするのが好ましい。なお、より好ましくはVは0.01~0.1%、Zrは0.01~0.1%である。

【0022】Bは、焼入れ性を増加させて、フェライト等の軟質相の析出を防止しベイナイト相形成を容易として、鋼の強度を増加させる元素である。このような効果は0.0001%以上の含有で認められる。なお、0.005%を超えて含有しても更なる効果の増加が得られない。このため、Bは0.0001~0.005%の範囲とするのが好ましい。なお、より好ましくは0.0001~0.0020%である。

【0023】B群：Ca：0.0001~0.005%、REM：0.0001~0.005%のうちの1種または2種
Ca、REMは、いずれも硫化物系介在物を球状化して、応力集中源を減少させて、伸びフランジ加工性を向上させる効果を有しており、本発明では必要に応じ含有できる。これらの効果はCa、REMとも0.0001%以上の含有で認められるが、0.005%を超えて含有しても効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できない。このため、Ca：0.0001~0.005%、REM：0.0001~0.005%の範囲とするのが好ましい。

【0024】なお、上記した成分以外の残部はFeおよび不可避免の不純物である。不可避免の不純物としては、N：0.0060%以下、O：0.0060%以下などが許容できる。上記した組成を有する本発明鋼板は、平均結晶粒径5.0 μm 以下の微細ベイナイトを面積率で80%以上の分率で含む組織を有する。本発明鋼板の組織は、面積率で評価した分率で、微細なベイナイトを主相として80%以上含有し、副相として、ベイナイト以外のフェライト、マルテンサイト、パーライト、残留オーステナイトを面積率で合計20%以下、好ましくは10%以下含有してもよい。副相が20%を超えると、穴抜け率が劣化する。ベイナイトを主とする組織とすることにより、高強度を確保できしかも同一強度の他の組織（例えば、フェライトとマルテンサイトの複合組織）にくらべ伸びフランジ加工性が顕著に向上する。

【0025】また、本発明鋼板の組織は、平均結晶粒径5.0 μm 以下の微細ベイナイトを主相とする組織とする。本発明では、結晶粒径の測定は、板厚の全厚について測定するものとし、JIS G 0552の規定に準拠して圧延方向断面および圧延方向と直角方向断面について測定

し、それらの平均値で表示するものとする。平均結晶粒径が5.0 μm 以下の微細組織とすることにより、伸びフランジ加工性、穴抜け加工性が向上する。なお、さらに高い伸びフランジ加工性が要求されるときには、平均結晶粒径は3.0 μm 以下とするのが好ましい。なお、平均結晶粒径5.0 μm 以下、好ましくは3.0 μm 以下の微細ベイナイトを主相とする組織とするためには、すでに述べたMn、Ti、Nb等の合金元素を複合して適量含有することを必須とするとともに、後述する熱間圧延条件、焼鈍、および焼鈍後冷却条件を適正に制御することが必要である。

【0026】上記した組成、組織に調整することにより、引張強さ780MPa以上で、かつ強度-伸びバランスT_S×E₁が19000MPa%以上、強度-穴抜け率バランスT_S× λ が74000MPa%以上を有する高強度冷延鋼板となる。つぎに、本発明鋼板の製造方法について説明する。上記した組成の溶鋼を転炉、電気炉等の通常公知の溶製方法で溶製し、連続鋳造法でスラブ等の鋼素材とするのが望ましい。なお、連続鋳造法に代えて、造塊法、薄スラブ鋳造法などとしてもよいのはいうまでもない。この鋼素材に熱間圧延を施し熱延板とする。

【0027】熱間圧延は、鋼素材を、一旦、室温まで冷却したのち再加熱して圧延するか、あるいは室温まで冷却せず温片のまま加熱炉に装入して加熱したのち圧延する直送圧延、あるいは、わずかの保熱を行ったのち直ちに圧延する直接圧延としてもよい。また、薄スラブ連続鋳造法のような、連続鋳造されたスラブを直接熱間圧延してもよい。

【0028】鋼素材の再加熱温度：1050~1250℃

再加熱する場合には、初期オーステナイト粒を均一微細化するために、1250℃以下のできる限り低温、より好ましくは1150℃以下、1050℃以上に加熱するのが好ましい。また、直送圧延、直接圧延する場合も、1250℃以下1050℃以上の温度としたのち圧延を開始するのが好ましい。1250℃を超える温度では、結晶粒が粗大化するため、その後の熱間圧延で組織を微細化するのが難しくなる。なお、仕上げ圧延温度を確保するために、加熱温度は1050℃以上とするのが好ましい。

【0029】仕上げ圧延終了温度FDT：850~950℃
本発明では、仕上げ圧延終了温度FDTを850~950℃の範囲の温度とするのが好ましい。FDTが850℃未満では、圧延の変形抵抗が大きく、また組織の不均一がおりやすく層状組織となり、加工性が低下する。一方、950℃を超えると、その後の冷却で粒成長が生じ、均一微細な組織が得られない。このため、FDTを850~950℃とするのが好ましい。

【0030】熱間圧延終了後の冷却開始：0.5秒以内
熱間圧延終了後、0.5秒以内に冷却を開始し、30℃/s以上の冷却速度で冷却するのが好ましい。圧延後放冷すると、最終的に得られる熱延板の組織が粗大化する。本

発明では、熱延板の平均結晶粒径は $4.0\ \mu\text{m}$ 未満とすることが、冷延板の平均結晶粒径を $5.0\ \mu\text{m}$ 以下とするために必要である。熱延板の平均結晶粒径を $4.0\ \mu\text{m}$ 未満とするためには、熱間圧延後 0.5 秒以内に強制冷却を施す必要がある。冷却開始が 0.5 秒を超えると、結晶粒が粗大化し熱延板の平均結晶粒径が $4.0\ \mu\text{m}$ 以上となる。

【0031】熱間圧延終了後冷却の冷却速度： $30^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上

熱間圧延終了後の冷却速度は $30^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上とするのが好ましい。冷却速度が $30^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満では、圧延終了後、結晶粒が成長し、平均結晶粒径が $4.0\ \mu\text{m}$ 未満の熱延板が得られない。なお、より好ましくは $60\sim 100^\circ\text{C}/\text{s}$ である。

巻取り温度： $350\sim 550^\circ\text{C}$

冷却された熱延板は、直ちにコイルに巻き取るのが好ましい。巻取温度は、 $350\sim 550^\circ\text{C}$ とする。巻取温度が 350°C 未満では、硬質なマルテンサイト相が生成し、冷間圧延時の負荷荷重が増大し、圧延性が低下する。また、巻取温度が 550°C を超えると、結晶粒が粗大化して微細組織が得られなくなり、冷延焼鈍後の特性が低下する。なお、より好ましくは $400\sim 500^\circ\text{C}$ である。

【0032】このように、鋼素材の組成を適正に調整し、かつ仕上げ圧延終了温度を適正な範囲とする熱間圧延を行い、圧延終了直後に急冷することにより、平均結晶粒径が $4.0\ \mu\text{m}$ 未満の非常に微細でかつ均一な組織を有する熱延板が得られる。熱延板が、平均結晶粒径 $4.0\ \mu\text{m}$ 未満の均一で微細な組織を有することにより、冷間圧延で歪が均一に鋼板中に導入され、その後の焼鈍時における再結晶、相変態過程で極めて均一で微細な組織を得ることが可能となり、冷延焼鈍後の伸びフランジ加工性が向上する。

【0033】ここで、冷延焼鈍板の穴抜け加工性におよぼす熱延板の平均結晶粒径の影響を示す実験結果について説明する。 $0.081\% \text{C}-0.21\% \text{Si}-3.14\% \text{Mn}-0.014\% \text{P}-0.0018\% \text{S}-0.021\% \text{Al}-0.015\% \text{Ti}-0.042\% \text{Nb}$ 系の鋼素材に、加熱温度 $1080\sim 1300^\circ\text{C}$ 、仕上げ圧延温度 $\text{FDT } 900^\circ\text{C}$ 、とする熱間圧延を施して、熱延終了後 0.3 秒以内に冷却開始し、冷却速度 $10\sim 100^\circ\text{C}/\text{s}$ 、巻取り温度 400°C として熱延板とした。そのときの熱延板の平均結晶粒径と冷延焼鈍板の穴抜け試験における穴抜け率 λ との関係を図1に示す。なお、熱延板には、圧下率 50% の冷間圧延、焼鈍温度 800°C の冷延焼鈍、および焼鈍後冷却速度 $50^\circ\text{C}/\text{s}$ 、急冷冷却停止温度 300°C とする冷間圧延焼鈍を施し、冷延焼鈍板とした。なお、この材料の Ac_3 変態点は 786°C であった。熱延板の平均結晶粒径が $4.0\ \mu\text{m}$ 未満で、穴抜け率 λ が 80% 以上と大きくなることがわかる。

【0034】このような熱延板は、ついで、通常の方法で酸洗を施されたのち、冷間圧延を施され、冷延板とされる。冷延焼鈍板の組織の微細化の観点からは、冷間圧

延の圧下率は、 40% 以上とするのが好ましい。冷間圧延前の熱延板の結晶粒を微細化し、組織を均一化することにより、冷間圧延における圧延歪が均一に鋼板中に導入され、その後の焼鈍における再結晶、相変態過程により、極めて均一で微細な組織を得ることができる。

【0035】冷延板の焼鈍温度： $(\text{Ac}_3\text{変態点})\sim (\text{Ac}_3\text{変態点}+100^\circ\text{C})$

冷延板の焼鈍は、連続焼鈍とし、 $(\text{Ac}_3\text{変態点})\sim (\text{Ac}_3\text{変態点}+100^\circ\text{C})$ の範囲の焼鈍温度で行うのが好ましい。焼鈍温度をこのように狭い範囲に高度に制御することにより、結晶粒の粗大化を阻止することができ、均一で微細な組織を有する冷延焼鈍板となる。焼鈍温度が Ac_3 変態点未満では、冷延組織の影響が残りバンド状組織となり目的とする特性が得られない。一方、 $(\text{Ac}_3\text{変態点}+100^\circ\text{C})$ を超えると、炭化物の粗大化、および結晶粒の急激な粗大化が生じ、均一微細な組織が得られなくなり、所望の特性が得られない。このような結晶粒の微細化により、延性などの加工性はそのまま、強度の向上が可能となる。

【0036】冷延板は、ついで焼鈍温度から急冷される。

急冷： $40^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上 $100^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満の冷却速度で $200\sim 400^\circ\text{C}$ の温度域まで

冷延板は、焼鈍温度から $40^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上 $100^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満の冷却速度で $200\sim 400^\circ\text{C}$ の急冷停止温度域まで急冷処理を施される。冷却速度が $40^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満では、結晶粒の粗大化や、軟質なフェライト相が多量生成し、 780MPa 以上の引張強さが得られないうえ、局所的な強度差が大きくなって割れの起点が多くなり伸びフランジ加工性が低下する。一方、冷却速度が $100^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上では、ベイナイト相が硬質化するため、延性、加工性が低下する。また、本発明では、急冷を 400°C 以下 200°C 以上の急冷停止温度域まで連続的に実施する。急冷停止温度が 400°C より高い温度では、パーライト相などの軟質相が生成し、低温変態相との強度差が大きくなり、伸びフランジ加工性が低下するとともに、 780MPa 以上の引張強さが得られない。一方、急冷停止温度が 200°C 未満では、硬質なマルテンサイト相が生成し、加工性が低下する。

【0037】このように、鋼素材成分の調整と、熱間圧延条件、冷延後焼鈍条件の適正化により、ベイナイトを主相とする均一で微細な組織の冷延鋼板を得ることができ、引張強さ 780MPa 以上で、強度ー伸びバランス $\text{TS}\times \text{EI}$ が $19000\text{MPa}\%$ 以上、強度ー穴抜け率バランス $\text{TS}\times \lambda$ が $74000\text{MPa}\%$ 以上、と高い、伸びフランジ加工性に優れた高強度冷延鋼板となる。

【0038】

【実施例】表1に示す組成を有する溶鋼を、連続鋳造法により 260mm 厚のスラブ（鋼素材）とした。これらスラブを室温まで冷却したのち、表2に示す条件で再加熱し、表2に示す条件で熱間圧延、圧延後冷却を行って熱

延板(板厚2.4 mm)とした。ついで、これら熱延板に酸洗、および表2に示す冷間圧下率で冷間圧延を施し冷延板(板厚1.2mm)とした。その後、これら冷延板に表2に示す温度で焼鈍を施し、焼鈍後、表2の条件で急冷した。

【0039】得られた冷延焼鈍板について、組織試験、引張試験、穴抜け試験を実施した。なお、熱延板の平均結晶粒径についても測定した。試験方法を、下記に示す。

(1) 組織試験

各熱延板および冷延焼鈍板の圧延方向および圧延方向と直交する方向から試験片を採取し、圧延方向断面、圧延方向と直交する方向断面の組織を光学顕微鏡あるいは電子顕微鏡で観察、撮像して、画像解析により各相の分率および結晶粒径を測定した。結晶粒径の測定は、圧延方向断面および圧延方向と直交する方向(C方向)断面で板厚の全厚について、JIS G 0552の規定に準拠して測定し、それらの平均値で表した。

*

【表1】

鋼 No	化 学 成 分 (質量%)											Ac ₃ ℃
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	Cr. Ni. Cu. Mo. V. Zr. B	Ca. REM		
A	0.081	0.21	3.11	0.015	0.0018	0.021	0.042	0.015	—	—	791	
B	0.072	0.15	3.15	0.011	0.0019	0.022	0.041	0.011	—	—	797	
C	0.085	0.15	3.17	0.015	0.0015	0.021	0.045	0.014	—	Ca:0.0023	788	
D	0.081	0.12	3.15	0.014	0.0018	0.021	0.035	0.001	Zr:0.05	—	781	
E	0.078	0.13	3.18	0.014	0.0017	0.021	0.038	0.002	Cu:0.2	—	782	
F	0.085	0.14	3.11	0.015	0.0015	0.021	0.039	0.005	Ni:0.1	—	776	
G	0.074	0.11	3.24	0.015	0.0016	0.021	0.034	0.011	Mo:0.2	—	774	
H	0.081	0.13	3.22	0.018	0.0018	0.021	0.038	0.016	B:0.0010	—	780	
I	0.082	0.12	3.18	0.012	0.0018	0.021	0.041	0.007	—	REM:0.003	782	
J	0.076	0.14	3.21	0.012	0.0011	0.021	0.042	0.005	V:0.05	—	777	
K	0.071	0.15	3.21	0.015	0.0009	0.021	0.045	0.009	Zr:0.05	—	777	
L	0.072	0.12	3.24	0.015	0.0016	0.021	0.045	0.013	Zr:0.05. Bi:0.0012	—	780	
M	0.215	0.21	3.11	0.012	0.0018	0.019	0.042	0.012	—	—	751	
N	0.014	1.53	3.19	0.013	0.0015	0.022	0.045	0.012	—	—	879	
O	0.085	0.21	2.05	0.011	0.0017	0.021	0.043	0.011	—	—	816	
P	0.078	0.19	3.15	0.014	0.0085	0.019	0.039	0.008	—	—	790	
Q	0.082	0.22	3.21	0.012	0.0019	0.018	0.085	0.011	—	—	778	
R	0.085	0.15	3.34	0.014	0.0019	0.022	0.040	0.015	Cr:0.2. Mo:0.2	Ca:0.0015	776	
S	0.091	0.18	3.12	0.012	0.0019	0.022	0.045	0.015	Cu:0.2. Ni:0.2. B:0.0005	Ca:0.0022	780	

【0042】

40 【表2】

【表2-1】

鋼板 No	鋼 No	スラブ 加熱 温度 ℃	熱 間 圧 延 条 件					冷 延		冷延焼鈍条件		
			仕上圧延 終了温度 FDT ℃	仕上 板厚 mm	冷却 開始 時間 sec	冷却 速度 ℃/s	巻取り 温 度 ℃	圧下 率 %	仕上 板厚 mm	焼鈍 温度 ℃	冷却 速度 ℃/s	冷却 停止 温度 ℃
1	A	1200	920	2.4	0.3	80	430	50	1.2	810	55	310
2		1150	920	2.4	0.2	80	450	50		820	65	310
3		1050	890	2.4	0.2	80	410	50		810	55	310
4		1200	920	2.4	0.3	75	450	50		820	65	310
5		1100	920	2.4	0.2	10	450	50		810	55	310
6		1350	920	2.4	0.2	80	450	50		810	55	310
7		1100	920	2.4	0.8	80	450	50		810	55	310
8	B	1080	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	820	45	310
9	C	1070	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	810	55	360
10	D	1050	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	800	55	310
11	E	1080	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	800	55	280
12	F	1120	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	800	50	310
13	G	1140	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	800	55	370
14	H	1120	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	800	55	310
15	I	1100	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	800	55	310
16	J	1100	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	800	55	310
17	K	1080	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	800	45	360
18	L	1100	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	800	45	360
19	M	1100	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	800	55	390
20	N	1100	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	880	55	310

【0043】

30 【表3】

【表2-2】

鋼 板 No	鋼 No	スラブ 加熱 温度 ℃	熱 間 圧 延 条 件					冷 延		冷延焼純条件		
			仕上延 終了温度 FDT ℃	仕上 板厚 mm	冷却 開始 時間 sec	冷却 速度 ℃/s	巻取り 温 度 ℃	圧下 率 %	仕上 板厚 mm	焼純 温度 ℃	冷却 速度 ℃/s	冷却 停止 温度 ℃
21	O	1100	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	820	55	210
22	P	1100	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	810	55	310
23	Q	1100	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	800	55	310
24	R	1100	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	800	55	310
25	S	1100	920	2.4	0.2	80	450	50	1.2	800	55	310
26	C	1150	897	2.4	0.4	86	411	50	1.2	850	64	307
27	C	1215	883	2.4	0.3	68	423	50	1.2	813	55	390
28	C	1246	876	2.4	0.4	72	447	50	1.2	842	45	210
29	E	1154	891	2.4	0.5	65	406	50	1.2	821	57	280
30	E	1178	845	2.4	0.3	84	389	50	1.2	834	78	279
31	E	1168	911	2.4	0.4	63	388	50	1.2	826	47	384
32	R	1324	886	2.4	0.3	66	453	50	1.2	804	56	352
33	R	1215	995	2.4	1.5	68	376	50	1.2	809	43	336
34	R	1324	945	2.4	1.5	75	398	50	1.2	834	81	295
35	R	1154	892	2.4	0.4	11	345	50	1.2	822	67	288
36	R	1154	892	2.4	0.4	65	600	50	1.2	803	67	315
37	R	1154	892	2.4	0.4	67	435	50	1.2	750	67	368
38	R	1154	892	2.4	0.4	68	408	50	1.2	822	10	321
39	R	1154	892	2.4	0.4	61	392	50	1.2	822	67	450

【0044】

【表4】

【表3-1】

鋼板 No	鋼 No	熱延板	冷延焼鈍板組織				引張特性				穴拡張加工性		備考
		平均 粒徑 μm	ベイナイト		副相		降伏 点 YS MPa	引張 強さ TS MPa	伸び El %	TS×El MPa%	λ %	TS×λ MPa%	
			平均 粒徑 μm	面積率 %	種類	面積 率 %							
1	A	3.4	2.8	85	F	15	738	984	24	23616	85	83640	本発明例
2		2.2	2.7	89	F	11	769	1025	24	24600	82	84050	本発明例
3		1.7	2.3	83	F	17	748	997	24	23928	84	83748	本発明例
4		3.5	2.9	91	F	9	788	1051	23	24173	80	84080	本発明例
5		4.5	6.8	82	F	18	717	956	25	23900	69	65964	比較例
6		10.8	12.5	88	F	12	809	1078	23	24794	55	59290	比較例
7		5.9	7.8	83	F	17	743	991	24	23784	62	61442	比較例
8	B	3.1	2.8	82	F	18	588	784	29	22736	104	81536	本発明例
9	C	2.8	2.7	85	F	15	746	995	24	23880	84	83580	本発明例
10	D	3.6	2.9	92	F	8	812	1083	23	24909	78	84474	本発明例
11	E	3.3	2.9	91	F	9	800	1067	23	24541	79	84293	本発明例
12	F	2.9	2.7	85	F	15	723	964	25	24100	87	83868	本発明例
13	G	2.7	2.7	82	F	18	519	825	28	23100	100	82500	本発明例
14	H	3.6	2.9	85	F	15	722	962	25	24050	87	83694	本発明例
15	I	3.1	2.8	85	F	15	728	971	25	24275	86	83506	本発明例
16	J	2.5	2.6	85	F	15	747	996	24	23904	84	83664	本発明例
17	K	2.1	2.5	82	F	18	603	804	29	23316	102	82008	本発明例
18	L	2.4	2.6	82	F	18	596	795	29	23055	103	81885	本発明例
19	M	6.1	5.8	92	P	8	935	1246	20	24920	55	68530	比較例
20	N	9.5	7.8	87	F	13	748	997	24	23928	64	63808	比較例

P：パーライト、M：マルテンサイト、F：フェライト

【0045】

【表5】

【表3-2】

鋼板 No.	鋼 No.	熱延板 平均 粒徑 μm	冷 延 焼 鈍 板 組 織				引 張 特 性				穴 拡 げ 加 工 性		備 考
			ベイナイト		副 相		降伏 点 YS MPa	引張 強さ TS MPa	伸び El %	TS×El MPa%	λ %	TS×λ MPa%	
			平均 粒徑 μm	面積率 %	種類	面積 率 %							
21	O	7.4	8.6	75	M	25	663	884	21	18564	55	48620	比較例
22	P	3.2	4.1	85	F	15	841	1121	22	24662	46	51566	比較例
23	Q	8.7	10.2	81	F	19	737	983	24	23592	65	63895	比較例
24	R	2.1	2.6	85	F	15	780	1005	21	21105	75	75375	本発明例
25	S	2.2	2.6	86	F	14	872	1030	21	21630	76	78280	本発明例
26	C	2.5	2.8	95	F	5	817	1103	22	24256	87	95961	本発明例
27	C	3.4	2.9	88	P	12	684	1032	23	23736	92	94944	本発明例
28	C	2.9	2.5	83	M	17	786	1154	21	24234	84	96936	本発明例
29	E	3.8	2.9	87	F	13	764	1107	22	24354	87	96309	本発明例
30	E	2.4	2.7	89	F	11	801	1120	22	24640	86	96320	本発明例
31	E	2.7	2.9	92	P	8	748	1087	22	23914	88	95656	本発明例
32	R	10.5	12.0	82	F	18	554	928	25	23200	42	38976	比較例
33	R	8.9	8.5	84	F	16	586	995	24	23880	45	44775	比較例
34	R	7.6	8.2	88	F	12	880	1051	23	24173	37	38887	比較例
35	R	5.8	7.5	88	F	12	708	945	25	23625	41	38745	比較例
36	R	5.8	6.7	86	F	14	721	975	24	23400	38	37050	比較例
37	R	3.2	5.1	82	F	18	1067	1154	5	5770	35	40390	比較例
38	R	5.5	6.4	84	F	16	563	821	28	22988	41	33661	比較例
39	R	2.5	4.8	71	P	29	617	774	30	23220	48	37152	比較例

P：パーライト、M：マルテンサイト、F：フェライト

本発明例の鋼板は、いずれも平均結晶粒径が $5.0\mu\text{m}$ 以下の微細ベイナイトを主相として面積率で80%以上を含む組織を有し、780MPa以上の引張強さと、TS×El値が19000MPa%以上、TS× λ 値が74000MPa%以上の、優れた強度－伸びバランス、強度－穴拡張率バランスを有し、と

くに伸びフランジ加工性に優れた高強度冷延鋼板となっている。

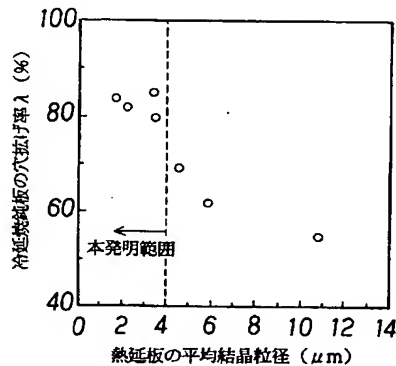
【0046】これに対し、本発明の範囲を外れる比較例では、引張強さTSが低い、あるいはTS×El値、TS× λ 値が低くなって、加工性が劣化している。本発明範囲

を満足する冷延鋼板（本発明例）と本発明範囲を外れる冷延鋼板（比較例）について、穴上げ率 λ と引張強さの関係を図2に示す。本発明範囲を満足する冷延鋼板は、いずれの強度においても高い λ 値を示しており、伸びフランジ加工性に優れていることがわかる。

【0047】

【発明の効果】本発明によれば、平均結晶粒径 $5.0\ \mu\text{m}$ 以下の微細結晶粒と引張強さ 780MPa 以上の高強度を具備

【図1】



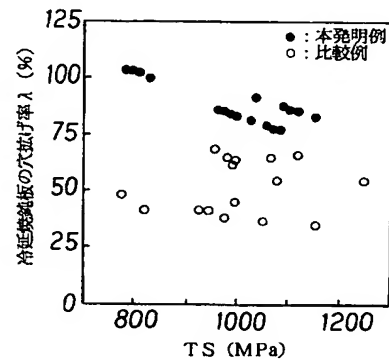
し、かつ強度-伸びバランス、強度-穴上げ率バランスに優れた、伸びフランジ加工性に優れた高強度冷延鋼板を安価に製造でき、産業上の格段の効果を奏する。

【図面の簡単な説明】

【図1】冷延焼鈍板の穴上げ率 λ と熱延板の結晶粒径との関係を示すグラフである。

【図2】冷延焼鈍板の穴上げ率 λ と引張強さTSとの関係を示すグラフである。

【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 古君 修
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09
EA11 EA13 EA15 EA16 EA17
EA19 EA20 EA23 EA25 EA27
EA31 EA32 EA35 EA36 EB05
FA02 FA03 FC04 FD04 FE01
FH01 FJ05 FK03